



PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **06220564 A**(43) Date of publication of application: **09.08.94**

(51) Int. Cl.

**C22C 21/06
C22F 1/047**(21) Application number: **04361359**(22) Date of filing: **28.12.92**(71) Applicant: **NIPPON LIGHT METAL CO
LTD NIKKEI TECHNO RES CO LTD**(72) Inventor: **TSUCHIDA TAKAYUKI
SHIMADA KAORU
MORIYAMA TAKESHI
SUZUKI TOSHIKI**(54) **ALUMINUM ALLOY EXCELLENT IN CORROSION
RESISTANCE AND UNDERCOAT COATING
TREATABILITY AND ITS PRODUCTION**

(57) Abstract:

PURPOSE: To obtain an aluminum alloy sheet excellent in chemical conversion treating property, corrosion resistance, adhesion of coated film, etc.

CONSTITUTION: This alloy sheet is an aluminum alloy sheet which contains, by weight, 2.5-5.5% Mg, 0.05-0.4% Cu, 0.005-0.2% Mn, 0.005-0.1% Cr, 0.01-0.05%

Ti, $\leq 0.08\%$ Si, $\leq 0.1\%$ Fe, and 0.0001-0.01% Be and further contains, if necessary, one or ≤ 2 kinds among 0.001-0.1% Zr, 0.001-0.1% V, and 0.0001-0.01% B and in which $A = Mg-10 \times Cu-1000Be [wt\%]$ is regulated to ≤ 4 and $B = Mg/(Al+O) [atomic\%]$ is ≤ 0.3 in the position, where Mg concentration reaches a peak with respect to a depth direction in the material surface after solution heat treatment, and also Mg concentration in the surface layer part is regulated to $\leq 20\%$.

COPYRIGHT: (C)1994,JPO&Japio

特開平6-220564

(43)公開日 平成6年(1994)8月9日

(51)Int.Cl. ⁵ C 2 2 C 21/06 C 2 2 F 1/047	識別記号	片内整理番号	F I	技術表示箇所
------------------------------------------------------------	------	--------	-----	--------

審査請求 未請求 請求項の数6 F D (全 9 頁)

(21)出願番号	特願平4-361359	(71)出願人	000004743 日本軽金属株式会社 東京都港区三田3丁目13番12号
(22)出願日	平成4年(1992)12月28日	(71)出願人	000152402 株式会社日軽技研 東京都港区三田3丁目13番12号
		(72)発明者	土田 孝之 静岡県庵原郡蒲原町蒲原1丁目34番1号 株式会社日軽技研内
		(72)発明者	島田 薫 静岡県庵原郡蒲原町蒲原1丁目34番1号 株式会社日軽技研内
		(74)代理人	弁理士 小倉 亘

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 耐食性、塗装下地処理性に優れたアルミニウム合金及びその製造方法

(57)【要約】 (修正有)

【目的】化成処理性、耐食性、塗膜密着性等に優れたアルミニウム合金板。

【構成】重量%で、Mg:2.5~5.5, Cu:0.05~0.4, Mn:0.005~0.2, Cr:0.005~0.1, Ti:0.01~0.05, 0.08以下, Fe:0.1以下, Be:0.0001~0.01、更に必要に応じてZr:0.001~0.1, V:0.001~0.1及びB:0.0001~0.01の1種又は2種以上を含み、 $A = Mg - 1.0 \times Cu - 1.0 \times Be$ 〔重量%〕が4以下で、溶体化処理後の材料表面の深さ方向に關しMg濃度がピークとなる位置で $B = Mg / (A + O)$ 〔原子%〕が0.3以下で、表層部のMg濃度が20%以下のアルミニウム合金板。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 Mg: 2.5~5.5重量%, Cu: 0.05~0.4重量%, Mn: 0.005~0.2重量%, Cr: 0.005~0.1重量%, Ti: 0.01~0.05重量%, Si: 0.08重量%以下, Fe: 0.1重量%以下及びBe: 0.0001~0.01重量%を含み、 $A = Mg\% - 10 \times Cu\% - 1000 \times Be\%$ [重量%] で定義されるA値が4以下であり、溶体化処理後の材料表面の深さ方向に関しMg濃度がピークとなる位置で $B = Mg\% / (A1\% + O\%)$ [原子%] で定義されるB値が0.3以下に規制され、残部が実質的にAlであることを特徴とする耐食性、塗装下地処理性に優れたアルミニウム合金。

【請求項2】 Mg: 2.5~5.5重量%, Cu: 0.05~0.4重量%, Mn: 0.005~0.2重量%, Cr: 0.005~0.1重量%, Ti: 0.01~0.05重量%, Si: 0.08重量%以下, Fe: 0.1重量%以下及びBe: 0.0001~0.01重量%を含み、更にCr: 0.001~0.1重量%, V: 0.001~0.1重量%及びB: 0.0001~0.01重量%の1種又は2種以上を含み、 $A = Mg\% - 10 \times Cu\% - 1000 \times Be\%$ [重量%] で定義されるA値が4以下であり、溶体化処理後の材料表面の深さ方向に関しMg濃度がピークとなる位置で $B = Mg\% / (A1\% + O\%)$ [原子%] で定義されるB値が0.3以下に規制され、残部が実質的にAlであることを特徴とする耐食性、塗装下地処理性に優れたアルミニウム合金。

【請求項3】 請求項1又は2記載のアルミニウム合金鋳造から製造された冷延板に対し、100℃/秒以上の昇温速度で誘導加熱し、450~520℃の温度範囲に3秒以下保持し、次いで1℃/秒以上の冷却速度で常温まで冷却する溶体化処理を施すことを特徴とする耐食性、塗装下地処理性に優れたアルミニウム合金の製造方法。

【請求項4】 請求項3記載の溶体化処理に引き続いて、110~160℃に1~3時間加熱する安定化処理を行うことを特徴とする耐食性、塗装下地処理性に優れたアルミニウム合金の製造方法。

【請求項5】 請求項3記載の冷延板は、430~450℃に1~24時間加熱する第1段の均質化処理、480~550℃に1~12時間加熱する第2段の均質化処理、熱延開始温度500℃以下及び熱延終了温度370~420℃の熱間圧延、加工率70~90%の冷間圧延を経て製造されたものであるアルミニウム合金の製造方法。

【請求項6】 請求項5記載の冷間圧延の途中で中間焼鈍が行われるアルミニウム合金の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、耐食性、塗装下地処理性に優れたアルミニウム合金及びその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】自動車外板用に用いられるアルミニウム合金には塗装を施してから用いられるものが一般的であり、そのため優れた塗装下地処理性を求められる。また、塗装後の耐食性、特に耐水錆性が要求される。塗装下地処理性は、クロム酸を使用したクロメート処理で付与していた。しかし、クロム酸使用による環境への影響の問題及び冷延鋼板とアルミニウム合金板の同時塗装下地処理への要求から、現状では冷延鋼板の場合と同様に酸亜鉛処理が用いられることが多くなっている。冷延鋼板との同時リン酸亜鉛処理の際、アルミニウム合金板表面に十分な下地処理が行われるためには、アルミニウム合金表面の性状が問題となる。

【0003】自動車用外板に多用されているAl-Mg系合金は、通常の場合同様にDC casting、均質化熱処理、熱間圧延、冷間圧延、中間焼鈍、冷間圧延、最終焼鈍により製造される。また、成形性、ストレッチャーストレイン対策等を考慮して最終焼鈍が高温で行われるようになってきている。しかし、最終焼鈍においてMgが表面に集積してMgOとなり、それが下地処理性を阻害し、ひいては耐食性、特に耐水錆性に悪影響を及ぼす。特に表面でのMg濃度が20%を超えると、耐食性が著しく劣化する。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】表層部におけるMg濃度の上昇を抑制するため、製造工程中に酸又はアルカリによる洗浄工程を取り入れる方法が特開平3-111532号公報で開示されている。この場合でも、熱処理によりアルミニウム合金板表面にMgが拡散し表面近傍で酸化され表面近傍のMgOを低減することは難しい。また、最終熱処理完了後に酸又はアルカリ等による洗浄を行うと、製品板表面に漂着腐発生の問題を生じる。しかも、洗浄工程を余分に必要とすることから、製造コストを上昇させる原因となる。したがって、できるならば洗浄工程なしで、より安価で優れた下地処理性をもったアルミニウム合金板が製造できることが望まれている。このためには、アルミ板表面へのMgの偏析を効果的に防止することが必要である。

【0005】また、特開平3-287739号公報では、Al-1Mg-Cu-Cr系において結晶組織等を軸品で微細化することにより下地処理性、耐食性等を改善したアルミニウム合金が開示されている。しかし、このアルミニウム合金においても、表層部にMgが濃縮する傾向がみられ、良好な下地処理性が得られない場合がある。また、極端にMgが濃縮したものでは、耐食性の劣化が著しい。本発明は、このような問題を解消すべく案出されたものであり、成分調整及び熱処理によって表面

にMgが溶滲することを確実に防止し、アルミニウム合金板の塗装下地処理性を向上させることを目的とする。

【0006】

【課題を解決するための手段】本発明のアルミニウム合金は、その目的を達成するため、Mg：2.5～5.5重量%、Cu：0.05～0.4重量%、Mn：0.005～0.2重量%、Cr：0.005～0.1重量%、Ti：0.01～0.05重量%、Si：0.08重量%以下、Fe：0.1重量%以下及びBe：0.0001～0.01重量%を含み、 $A = Mg\% - 10 \times Cu\% - 1000Be\%$ [重量%] で定義されるA値が4以下であり、溶体化処理後の材料表面の深さ方向に因しMg濃度がピークとなる位置で $B = Mg\% / (A1\% + 0\%)$ [原子%] で定義されるB値が0.3以下に規制され、残部が実質的にAlであることを特徴とする。このアルミニウム合金は、更にZr：0.001～0.1重量%、V：0.001～0.1重量%及びB：0.0001～0.01重量%の1種又は2種以上を含むこともできる。

【0007】アルミニウム合金板は、鋳塊を均質化処理し、熱間圧延及び冷間圧延によって所定板厚の冷延板に圧延される。この冷延板に対し、100℃/秒以上の昇温速度で誘導加熱し、450～520℃の温度範囲に3秒以下保持し、次いで1℃/秒以上の冷却速度で常温まで冷却する溶体化処理を施すと、表面部のMg濃度が確実に2.0重量%以下に抑制される。溶体化処理に引き続いて、110～160℃に1～3時間加熱する安定化処理を行うことが好ましい。アルミニウム合金の冷延板は、たとえば430～450℃に1～24時間加熱する第1段の均質化処理、480～550℃に1～12時間加熱する第2段の均質化処理、熱開始温度500℃以下及び熱終了温度370～420℃の熱間圧延、加工率70～90%の冷間圧延を経て製造される。冷間圧延の途中で、必要に応じて中間焼鈍を行っても良い。

【0008】

【作用】本発明のアルミニウム合金は、基本的にはMgによる固溶強化を利用して強度を向上させた材料であり、Cuによる析出強化やMn、Cr等による結晶粒微細化を図っている。以下、合金元素及びその含有量について説明する。

Mg：2.5～5.5重量%

Mgは、強度及び成形加工性を付与する上で必要な合金元素である。しかし、Mg含有量が2.5重量%未満では、強度の向上が不十分である。逆に、5.5重量%を超えて多量のMgを含有すると、強度は増加するものの、成形加工性の改善に与える作用が小さくなる。その結果、DC鋳造中の鋳造割れや熱間圧延時のエッジ割れが発生し易くなり、応力腐食割れに対しても敏感になる。このようなことから、本発明においては、Mgの含有量を2.5～5.5重量%の範囲に設定した。

【0009】Cu：0.05～0.4重量%

Cuは、Mgと同様に強度を付与する合金元素であり、特に塗装焼き付け工程でAl-Cu系化合物の析出によって耐力を向上させる効果が大い。また、耐応力腐食割れ性の改善にも有効に作用すると共に、溶体化時に材料表面へのMg拡散を抑制する作用を呈する。このような作用は、Cu含有量が0.05重量%以上になると顕著にみられる。しかし、0.4重量%を超える多量のCuが含有されると、耐系錆性が劣化する傾向がみられる。そのため、本発明においては、Cu含有量を0.05～0.4重量%の範囲に設定した。

Mn：0.005～0.2重量%

Mnは、焼鈍後の結晶粒組織を微細にし、再結晶集合組織を制御する作用を呈する。Mn含有量が0.01重量%以下であると、通常この作用が顕著に現れない。しかし、100℃/秒以上の急速冷却を行うとき、Mn含有量0.005重量%以上でも、十分にMnの作用が発揮される。他方、0.2重量%を超える多量のMnが含有されると、粗大な金属間化合物が発生し易くなり、成形性を低下させる。したがって、本発明においては、Mn含有量を0.005～0.2重量%の範囲に設定した。

【0010】Cr：0.005～0.1重量%

Crも、Mnと同様に結晶粒組織の微細化に有効であるが、0.005重量%未満ではその効果が小さい。他方、0.1重量%を超える多量のCrを含有すると、成形加工性が低下する。そこで、本発明においては、Cr含有量の範囲を0.005～0.1重量%の範囲に設定した。

Ti：0.01～0.05重量%

Tiは、Bと共に鋳塊の結晶粒径を微細にし、鋳造割れを防止する作用を呈する合金元素である。しかし、0.01重量%未満のTi含有量では、その効果が小さい。逆に0.05重量%を超えるTi含有量では、Al₃Tiの粗大な粒子を生成し、成形加工性を劣化させる傾向を示す。したがって、本発明においては、0.01～0.05重量%の範囲にTi含有量を設定した。

【0011】Fe：0.1重量%以下

Feは、延性の低下を招き、曲げ性、張出し性等の成形加工性を劣化させる有害な不純物である。そのため、自動車外板等の特に高い成形性が要求される用途を考慮し、本発明においてはFe含有量の上限を0.1重量%に規定した。

Si：0.08重量%以下

Siも、その添加量如何によっては成形性を阻害する不純物元素であり、Feと同様の理由によって上限を0.08重量%に規定した。また、本発明では、塗装焼き付け工程における硬化をMg、SiではなくAl-Cu系化合物の析出に期待していることから、Siを0.08重量%以下に低下しても必要な強度が確保される。

【0012】Be：0.0001～0.01重量%

Beは、アルミニウム合金の溶製時にMgが酸化した消失することを防止すると共に、材料の内部から表面に拡散してきたMgの酸化を防止する上で有効な合金元素である。Mgの酸化消耗は、Be含有量0.0001重量%以上で効果的に防止される。また、0.0001重量%以上のBeを添加することによって、耐糸錆性の改善もみられる。しかし、0.01重量%を超えるBe含有は、張出し性等の成形加工性を劣化させる傾向を示す。また、本発明のアルミニウム合金は、任意成分としてB、V及びZrを含有することもできる。これら合金元素の作用は、次の通りである。

B: 0.0001~0.01重量%

Bは、Tiと同様に鉄塊の結晶粒径を微細にし、焼造割れを防止する作用を呈する合金元素である。しかし、0.01重量%未満のB含有では、その効果が小さい。逆に、B含有量が0.01重量%を超えると、 Al_3B_2 、 Ti_2B_3 等の粗大な粒子が生成して延性を低下させ、成形加工性を阻害する。そこで、Bを含有させるとき、その含有量を0.0001~0.01重量%の範囲に設定する。

【0013】V: 0.001~0.1重量%

Vは、Mn及びCrと同様に加工組織を制御し、最終板の成形性を向上する作用を呈する。この効果はV含有量が0.001重量%未満では小さく、0.1重量%を超える成形性を低下させる。したがって、Vを含有させるとき、その含有量を0.001~0.1重量%の範囲に設定する。

Zr: 0.001~0.1重量%

Zrは、熱間圧延中の加工組織を制御し、最終板の成形性を向上する作用を呈する。この効果はZr含有量が0.001重量%未満では小さく、0.1重量%を超えると粗大な粒子の発生によって伸びの低下を招く。したがって、Zrを含有させるとき、その含有量を0.001~0.1重量%の範囲に設定する。

【0014】以上の合金元素の間に、本発明においては更に次の関係を維持させる。この関係は、本発明者等による多数の実験から経験的に求められたものであり、表層部にMgが溶着することを防止する上で効果的な指標である。まず、 $A = (Mg\%) - 10 \times (Cu\%) - 1000 \times (Be\%)$ で定義されるA値が4以下となるように、Mg、Cu及びBe間の成分調整を図る。なお、ここで(Mg%)、(Cu%)及び(Be%)は、それぞれの含有量を重量%で示した数値である。Cu及びBeは、材料中においてMgが表面に拡散することを抑制する元素であり、 $A \leq 4$ の関係を維持するとき本系の合金において溶体化時に材料表面へのMgの拡散が抑制され、Mgの成長が抑えられる。

【0015】また、溶体化処理後の材料表面の深さ方向に関しMg濃度がピークとなる位置で、 $B = [Mg\%] / \{ [Al\%] + [O\%] \}$ で定義されるB値を0.3

以下に維持することが必要である。なお、 $[Mg\%]$ 、 $[Al\%]$ 及び $[O\%]$ は、それぞれの含有量を原子%で表した数値である。 $B \leq 0.3$ が成立するようにMg、Al及びOの間でバランスを図ることにより、深さ方向に関しMg濃度が最大の位置でMg量が20重量%以下になり、塗装材の耐糸錆性及び塗膜密着性が改善される。たとえば、後述する実施例で使用した試験番号1は、図1に示す濃度分布でAl、Mg及びOが分布している。種々の組成をもつ合金について同様な濃度分布曲線を調査した結果、 $A \leq 4$ 及び $B \leq 0.3$ が満足されるとき、Mgの酸化防止が図られると共に、深さ方向に関し最大Mg濃度が20重量%以下に抑えられることを解明した。

【0016】本発明のアルミニウム合金は、たとえば通常のDC鍛造によって鉄塊にされる。鉄塊を均質化処理した後、熱間圧延、冷間圧延、中間焼鈍、冷間圧延の各工程を経て、連続焼鈍炉で最終熱処理される。均質化処理は、鍛造中に偏析したMg等の元素分布を均質化し、鍛造中に生成した晶出物の形状をコントロールすることにより、製品板の強度、成形加工性等を向上させる。この均質化処理には、低温側の第1段加熱及び高温側の第2段加熱を採用することが好ましい。第1段加熱では、昇温時にβ相の局所溶解（バーニング）が生じない条件下で、鍛造時に形成された $Mg_{17}Al_{12}$ を可能な限りマトリックスに溶し込む。そのため、第1段では、430~450℃に1~24時間加熱する条件が採用される。第2段加熱では、Mgを完全に溶体化し、 Al_3Fe 等の金属間化合物の形状をコントロールすることにより、成形性を向上させる。この点で、第2段では、480~550℃に1~2時間加熱する条件が採用される。

【0017】均質化された鉄塊は、通常の方法で所望の板厚まで熱間圧延される。熱間圧延は、熱間割れを防止する上で、熱延開始温度を500℃以下、熱延終了温度を370~420℃とすることが好ましい。熱間圧延後、通常の方法によって所望の板厚まで冷間圧延される。このとき、冷間加工率は、最終焼鈍時の再結晶粒に影響を与える。再結晶粒を微細にするためには、冷間圧延全工程の加工率を70~90%に設定することが好ましい。加工率70%未満の冷間圧延では、再結晶粒が粗大化する場合がある。他方、冷間圧延の加工率が90%を超えると、再結晶粒が細くなりすぎ、ストレッチャーストレインマークが発生し易い。

【0018】また、冷間圧延により加工硬化したアルミニウム合金板は、加工組織を再結晶軟化させると共に、最終板の成形性を制御するため、必要に応じて中間焼鈍される。中間焼鈍には、バッチ式焼鈍炉或いは連続式焼鈍炉の何れも使用することができる。中間焼鈍は、必要とする深絞り性が得られるように、r値と伸びとのバランスを考慮した焼鈍条件が採用される。バッチ式焼鈍炉で中間焼鈍する場合、320~350℃に1~10時間

加熱する条件が採用される。この焼純温度が320℃未満ではMgの偏析が助長される傾向がみられ、350℃を超えると板表面の酸化が盛んになる。連続焼純炉で中間焼純する場合、3秒以内の短時間で400～520℃に加熱する条件が採用される。連続焼純時の加熱温度が520℃を超えるとMgの偏析が促進され、400℃未満では十分な再結晶が行われない。中間焼純を行った場合、更に冷間圧延を施し、所定の板厚にする。

【0019】Al-Mg系合金の塗装下地処理性、耐食性を上げるためには、アルミニウム合金冷延板の溶体化処理で発生するMgの偏析を防ぐことが重要である。溶体化処理は、冷間加工時に生成された加工組織を再結晶させる作用も呈する。溶体化に際しMgが長距離の拡散をするための時間を与えないように、加熱時間を十分短くすることにより、表層部におけるMgの濃縮を抑制することができる。表層部へのMgの濃縮は熱間圧延工程でも生じるが、表面のMgO等を含むMg濃縮層は、熱間圧延によって破壊されるため、製品特性に悪影響を与えない。しかし、溶体化処理時に表層部に濃縮したMgは、塗装下地処理性、耐食性等に悪影響を及ぼす。短時間の加熱で十分な溶体化を行うには、インダクションヒータを用いて内部から満電流による加熱を行うことにより、短時間で高温まで加熱し、その後十分早く冷却することが効果的である。伝熱、赤外線、熱風吹き付け等の表面からの加熱等の他の加熱方法によるとき、溶体化のための加熱時間が長くなり、表面のMg濃度の上昇が避けられず、また短時間では十分な溶体化の効果が得られない場合が多い。

【0020】板表面にMgが濃縮することなく再結晶及び溶体化を行わせるため、100℃/秒以上の昇温速度で450～520℃の温度範囲に急速加熱する。昇温速度が100℃/秒より遅いと、拡散しやすいMgがアルミニウム合金板の表層部に集積され、塗装下地処理性、耐食性等を劣化させる。溶体化温度が450℃未満では、実用的な処理時間で十分な再結晶及び溶体化が図られない。逆に、3秒を超える長時間の溶体化処理や520℃

を超える溶体化温度では、Mgの濃縮、表面酸化等の欠陥が現れ易い。溶体化処理されたアルミニウム合金板は、降温過程でもMgが拡散する現象がみられるため、1℃/秒以上の速度で冷却される。たとえば、アルミニウム合金板は、冷水、温水、冷風等の吹付け又は浸漬により急速冷却され、焼入れ状態になる。

【0021】溶体化処理されたアルミニウム合金板は、たとえばテンションレベラーを使用して0.2～1%程度の引張り変形を加えることにより、溶体化処理で発生した熱歪みが除去される。しかし、矯正によってアルミニウム合金板の延性が低下し、成形性が劣化する場合がある。そこで、矯正後のアルミニウム合金板に、110～160℃に1～3時間加熱する安定化処理を施すことが好ましい。安定化処理により、歪みが除去され、本来の伸びが回復する。このためには、安定化処理を110℃以上の温度に1時間以上加熱することが必要である。しかし、160℃を超える加熱温度や3時間を超える加熱時間では、S⁺相、S相等の析出がみられ、強度が向上するものの加工性が劣化する傾向がみられる。このようにして調整されたアルミニウム合金板は、成形後160～180℃に20～30分加熱する塗装焼付けが行われる。この加熱時にAl-Cu-Mg系の金属間化合物等からなるS相やS⁺相が析出し、必要とする強度及び硬度をもった塗装板材が得られる。

【0022】

【実施例】

実施例1：表1に示した組成をもつ各種アルミニウム合金を溶製し、厚さ400mmのスラブにDC鋳造した。このスラブに440℃×10時間及び525℃×1時間の2段階均熱処理を施した後、熱延開始温度450℃で熱間圧延し、板厚7mmの熱延板を得た。なお、熱延終了温度は、400℃に設定した。得られた熱延板を板厚1.3mmまで冷間圧延した後、バッチ式焼純炉で340℃に1時間加熱し、更に板厚1.0mmまで冷間圧延した。

【表1】

表1：使用したアルミニウム合金の組成が表面層のMg濃度と与える影響

試験番号	合金成分及び含有量 (単位はA1及び不純物、単位：重量%)											A 値	B 値	表面層のMg濃度	適用
	Mg	Cu	Mn	Cr	Ti	Si	Fe	Be	Zr	V	B				
1	4.5	0.15	0.08	0.03	0.02	0.08	0.10	0.0001	—	—	—	2.9	0.22	1.4%	本発明例
2	4.5	0.15	0.01	0.01	0.02	0.08	0.10	0.0001	0.005	—	—	2.9	0.23	1.5%	
3	4.5	0.15	0.01	0.01	0.02	0.08	0.10	0.0001	—	0.001	—	2.9	0.22	1.5%	
4	4.5	0.15	0.01	0.01	0.02	0.08	0.10	0.0001	—	—	0.001	2.9	0.22	1.6%	
5	4.5	0.30	0.15	0.03	0.02	0.08	0.10	0.0001	—	—	—	1.4	0.25	1.9%	比較例
6	5.0	0.05	0.15	0.03	0.02	0.08	0.10	0.0001	—	—	—	4.4	0.34	2.5%	
7	4.5	0.01	0.08	0.01	0.02	0.08	0.10	0.0003	—	—	—	4.1	0.38	2.8%	
8	6.0	—	0.15	0.03	0.02	0.08	0.10	0.0001	—	—	—	5.9	0.56	3.5%	

A値： $Cu\% - 10 \times Mg\% - 1000 \times Be\%$ [重量%]B値： $Mg\% / (A1\% + O\%)$ [原子%]

表面層のMg濃度：表面から深さ方向に関してピークに当る位置でのMg濃度

【0023】大気雰囲気中で冷延板を昇温速度150℃/秒で急速加熱し、480℃に3秒保持した後、冷却水を冷延板表面に吹き付けることにより降温速度400℃/秒で室温まで冷却した。溶体化処理された板材の表層部におけるMg濃度をオージェ分析法で測定したところ、表面層のMg濃度は、A値及びB値との間に表1に示す関係を持っていた。また、試験番号1の板材におけるA1、Mg及びO濃度は、図1のオージェ分析結果にみられるように、表面から内部に向かって変動していた。なお、図1の横軸は、スパッター時間(分)で示し、1分と170Åの比率で試料の深さに対応してい

る。他方、縦軸は、原子%で表した各元素の濃度を示す。

【0024】各板材から70mm×150mmの試験片を切り出し、表2に示す条件で化成処理、電着塗装、中塗り及び上塗りを行った。塗装後の各試験片を40℃の純水に24時間浸漬した後、2mmの升目が100個形成された蒼盤目を使用した試験で塗膜が残った目の数をカウントすることにより、塗膜の密着性を判定した。判定結果を表層部のMg濃度で整理したところ、表3に示すように表層部のMg濃度2.0%を境として密着性が大きく異なっていた。すなわち、Mg濃度を2.0%以下に

維持するとき塗膜が剥離した升目がみられなかったのに対し、Mg濃度が20%を超える場合には最少でも5個の塗膜が剥離した升目がカウントされた。本発明例で優れた塗膜の密着性が得られたことは、化成処理によって

塗膜との親和性が高い下地が形成されたことに由來する。

【表2】

表2：塗装までの各工程

化成処理	脱脂（アルカリ系脱脂剤） ロイド系表面調整剤に浸漬 処理剤に43℃×2分浸漬	→ 水洗 → 表面調整（チタンコロイド系表面調整剤に浸漬） → 水洗 → 乾燥
電着塗装	エポキシ系カチオン電着塗装 焼付け乾燥	膜厚25μm 170℃×30分
中塗り	アルキド・メラミン系塗料 焼付け乾燥	膜厚30μm 140℃×30分
上塗り	アルキド・メラミン系塗料 焼付け乾燥	膜厚30μm 140℃×30分

【0025】実施例2：表1に示した試験番号1のアルミニウム合金を、実施例1と同様に熱間圧延及び冷間圧延して板厚1.0mmの冷延板にした後、表3に示す条件下で溶体化処理した。なお、本発明例及び比較例6、7にあっては昇温速度150℃/秒で溶体化処理温度まで昇温させ、溶体化処理後に降温速度400℃/秒で室温まで冷却した。比較例8では、昇温速度10℃/秒で溶体化処理温度まで昇温させ、溶体化処理後に降温速度150℃/秒で室温まで冷却した。

【0026】溶体化処理された各試験片に、実施例1と同様な工程を経て塗装を施し、化成処理性、耐食性、塗膜密着性等を調査した。化成処理性は、リン酸亜鉛処理後の試験片表面を走査型電子顕微鏡で観察し、リン酸亜鉛結晶の析出状態及び密度を調査し、リン酸亜鉛皮膜の重量で評価し、重量が1.5g/m²以上のものを合格とした。耐食性は、上塗りまで行った試験片にカッターで傷を付けて露地に達するクロスカットを形成し、JIS Z2371に規定して塩水噴霧試験で調査した。塩

水噴霧を24時間継続し、続いて温度40℃及び相対湿度80%に維持された恒温恒湿槽に1500時間暴露し、試験片に発生した糸状腐食のクロスカットからの長さを測定することにより耐食性を判定した。

【0027】塗膜密着性は、実施例1と同様に基盤目試験で調査し、100個の基盤目のうち塗膜が残った基盤目の数で表した。調査結果を示す表3から明らかなように、450～520℃に3秒以内の短時間加熱する溶体化処理を行った本発明例では、表面相のMg濃度が20%以下に抑えられており、化成処理性、耐食性及び塗膜密着性の何れにおいても優れた性質を呈していた。これに対し、長時間加熱した比較例6、高温加熱した比較例7及び比較的小さな昇温速度で加熱した比較例8では、表面層に20%を超える多量のMgが濃縮されており、化成処理性、耐食性及び塗膜密着性の何れもが劣っていた。

【表3】

表3: 溶体化処理が塗膜密着性等に及ぼす影響

適用	試験番号	溶体化処理		表面層のMg濃度(重量%)	化成処理性	耐食性	塗膜の密着性	総合評価
		温度(℃)	時間(秒)					
本発明例	1	450	3	14	2.0	0	100	○
	2	480	3	15	2.0	0	100	○
	3	500	1	15	1.9	0	100	○
	4	500	2	16	1.8	0.2	100	○
	5	520	3	19	1.6	0.7	100	○
比較例	6	500	5	25	1.3	1.5	95	×
	7	550	2	28	1.2	3.5	80	×
	8	500	2	35	1.0	5.0	80	×

注: 化成処理性は、生成したリン酸亜鉛皮膜の重量 (g/m^2) を示す。

耐食性は、糸条腐食の長さ (mm) を示す。

【0028】

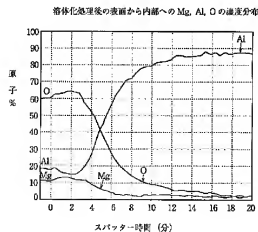
【発明の効果】以上に説明したように、本発明においては、合金成分間のバランスを図ることによって溶体化処理されたアルミニウム合金板表面に濃縮し易いMgを濃度2.0%以下に抑制している。また、表層部のMg濃度は、昇温速度、降温速度等を含めた溶体化処理条件によっても、確実に2.0%以下に抑制される。Mg濃縮が抑

制されたアルミニウム合金板は、化成処理性、耐食性、塗膜密着性等に優れた性質を示し、塗装焼付け後に必要な強度及び硬度をもち、自動車外板等として好適な板材になる。

【図面の簡単な説明】

【図1】 溶体化処理された材料の表面から内部に向かったMg、Al及びOの濃度分布

【図1】



フロントページの続き

(72)発明者 森山 武

愛知県稲沢市小池 1 丁目 11 番 1 号 日本軽
金属株式会社名古屋工場内

(72)発明者 鈴木 利明

愛知県稲沢市小池 1 丁目 11 番 1 号 日本軽
金属株式会社名古屋工場内